مهندسی متالورژی و مواد، ۳۴، ۴، ۱۴۰۲. (۸۲-۷۱)



مهندسی متالورژی و مواد

https://jmme.um.ac.ir/



توصیف رفتار سیلان و تغییرات اندازه دانه و ساختار فولاد API-5CT-L80 در فرآیند تغییر شکل داغ*

مقاله پژوهشی

حمیدرضا رضایی آشتیانی[۱]   حمید احمدی[۲]   غلامرضا ابراهیمی[۳]   محمد حیدری[۴]

DOI: 10.22067/jmme.2023.84024.1122

چکیده شناخت رفتار تغییرشکل داغ و تغییرات ریزساختار فولاد آلیاژی API-5CT-L80 از اهمیت بالایی در تولید لوله‌های صنایع نفت و گاز برخوردار است. به همین منظور، در این پژوهش رفتار ترمومکانیکی این فولاد توسط آزمون فشار داغ هم‌دما در محدوده دمایی ۱۱۷۳K تا ۱۳۷۳K و نرخ‌های کرنش $0/001\ s^{-1}$ تا $1\ s^{-1}$ موردبررسی قرار گرفت. نتایج تجربی نشان داد که رفتار تغییرشکل داغ فولاد یک رفتار نرم‌شونده ناشی از پدیده تبلورمجدد دینامیکی است که در برخی از شرایط، ماده رفتاری پیچیده به صورت منحنی‌های چند قله‌ای از خود نشان می دهد. نتایج برر سی میکرو ساختاری نشان داد که با افزایش دمای تغییر شکل دانه‌های تشکیل شده دارای اندازه بزرگتری نسبت به حالت دما پایین دارند همچنین فازهای مارتنزیت بیشتری تشکیل شده که در مقایسه با فازهای تشکیل شده در دماهای پایین، تیغه های مارتنزیتی کشیده‌ترند. اثر نرخ کرنش نیز به مانند اثر دما قابل توجه بود زیرا سرعت تغییر شکل بر رشد دانه اثر معکوس داشت بنابراین در نرخ‌های کرنش پایین دانه‌های متبلورشده زمان کافی برای رشد را دارد. در نرخ‌های کرنش بالا فازهای پرلیت بیشتر به صورت چندضلعی ظاهر شده و جوانه‌های بسیار ریزی در مرزهای آستنیتی از فاز فریت ویدمن اشتاین مشاهد شد که زمان کافی برای رشد را نداشته اند و در نرخ‌های کرنش بالا تیغه های مارتنزیت نیز تمایل به نازک‌شدن دارد.

واژه‌های کلیدی تغییر شکل داغ، فولاد آلیاژی API-5CT-L80، تنش سیلان، اندازه دانه، ریزساختار.

Description of Flow Behavior and Changes in Grain Size and Structure of API-5CT-L80 Steel in Hot Deformation Process

Hamid Reza Rezaei Ashtiani   Hamid Ahmadi   Golam Reza Ebrahimi   Mohammad Heidari

Abstract *Knowing the behavior of hot deformation and microstructure changes of API-5CT-L80 alloy steel is of great importance in the production of oil and gas industry pipes. For this purpose, in this research, the thermomechanical behavior of this steel was investigated by isothermal hot compression test in the temperature range of 1173 to 1373 K and strain rates of 0.001 to 1 s^{-1} s. The experimental results showed that the hot deformation behavior of steel is a softening behavior caused by the dynamic recrystallization phenomenon that in some conditions, the material shows complex behavior in the form of multi-peaked curves. The results of the microstructural investigation showed that with the increase in the deformation temperature, the formed grains have a larger size compared to the low temperature state, and more martensite phases are formed, which are more elongated martensite blades compared to the phases formed at low temperatures. The effect of strain rate was also significant like the effect of temperature because the rate of deformation had an inverse effect on grain growth, so recrystallized grains have enough time to grow at low strain rates. At high strain rates, the pearlite phases appeared more polygonal, and very small nucleation were observed in the austenitic boundaries of the ferrite and Wiedmannstein phase, which did not have enough time to grow, and at high strain rates, the martensite blades also tend to thin.*

Key Words Hot deformation, API-5CT-L80 alloy steel, Flow stress, Grain size, Microstructure.

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۲/۵/۲۹ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۲/۹/۱۳ می‌باشد.

(۱) نویسنده مسئول: دانشیار دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک.

Email: hr_rezaei@arakut.ac.ir

(۲) دانشجوی دکتری گروه مهندسی مکانیک، واحد الیگودرز دانشگاه آزاد اسلامی، الیگودرز.

(۳) استاد گروه مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه فردوسی مشهد.

(۴) گروه مهندسی مکانیک، واحد الیگودرز دانشگاه آزاد اسلامی، الیگودرز.

مقدمه

فولاد API-5CT-L80-1 یک فولاد کربن متوسط میکرو آلیاژی است که در صنایع نفت، گاز و پتروشیمی به‌صورت لوله های فولادی برای انتقال گاز و نفت و همچنین انتقال آب استفاده می‌شود. این فولاد بر اساس استاندارد API که در گروه فولادهای 5CT شناخته می‌شود، دارای درجات مختلفی ازجمله درجه L80 است که به دلیل مقاومت به خوردگی مناسب در محیط‌های خورنده بیشتر به‌صورت لوله‌های بدون درز و یا با درز جوشکاری شده استفاده می‌شود. معمولا از فرایندهای شکل‌دهی داغ، نورد و اکستروژن داغ، برای تولید این لوله‌ها استفاده می‌شود.

کار داغ به فرایندهای شکل‌دهی گفته می‌شود در دماهای بالا (عموما بیشتر از نصف دمای ذوب) و در محدوده گسترده‌ای از نرخ کرنش، بر روی مواد فلزی تغییرشکل پلاستیک صورت گیرد. به دلیل تنش سیلانی پایین و شکل‌پذیری بالا ماده در دماهای بالا، در صنایع مختلف فرایندهای کار داغ از اهمیت و کاربرد فراوانی برخوردار هستند. به‌طوری‌که بیش از ۸۰ درصد تولیدات فلزی به‌وسیله انواع فرایندهای شکل‌دهی داغ مانند فرایند نورد، اکستروژن و آهنگری داغ تولید می‌شوند [1,2]. پدیده‌های متالورژیکی مختلفی مانند مکانیسم‌های سخت‌شوندگی و نرم‌شوندگی در طول تغییرشکل پلاستیک داغ فلزات رخ می‌دهند؛ در طول تغییر پلاستیک مواد، عموما لغزش و حرکت نابجایی‌ها به‌عنوان مکانیسم غالب است که منجر به کرنش‌سختی می‌شود؛ اما در طول تغییرشکل در دماهای بالا، اثرات کرنش‌سختی به‌وسیله مکانیسم‌های نرم‌شوندگی به‌صورت تدریجی کاهش می‌یابد [3,4]. به‌گونه‌ای که در فلزات با انرژی نقص انباشتگی بالا مانند فولادهای فریتی، مکانیسم بازیابی دینامیکی می‌تواند در تعادل با کار سختی باشد و یک رفتار تقریبا ساده‌ای از خود نشان دهند [5-8]. در مقابل، فولادهای آستنیتی که انرژی نقص انباشتگی پایین دارند، سبب می‌شود که مکانیسم بازیابی دینامیکی نسبت به تبلورمجدد دینامیکی کم‌تر رخ دهد و تبلورمجدد سبب تغییراتی شدید در رفتار ماده گردد [7-9]. پدیده های متالورژیکی شامل تغییر اندازه دانه و دگرگونی های فازی است که در طی فرآیند شکل دهی داغ رخ می دهد، به شدت بر خواص مکانیکی مواد فلزی مانند فولادهای میکروآلیاژی تأثیر می‌گذارد [10-12]. علاوه بر این، انرژی نقص انباشتگی مواد فلزی مختلف نقش قابل توجهی در ریزساختار ایفا می کند که در آن رفتار کاملا متمایز از یکدیگر به دلیل مکانیسم های نرم کننده غالب مانند تبلور مجدد دینامیکی (DRX) و بازیابی دینامیکی (DRV) نشان می دهد -13] [16. ذات فولاد چند فاز منجر به تشکیل ساختارهای مختلف در محدوده دماهای مختلف می شود. بنابراین، رفتار تنش سیلان پیچیده ای در حین کار داغ در محدوده فاز آستنیت یا فریت مواد فولادی مشاهده می شود. در اکثر فولادها، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته (DDRX) در دمای آستنیته انجام می شود زیرا فاز آستنیت توسط انرژی نقص انباشتگی پایین تشخیص داده می شود [17-20]. از سوی دیگر، بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی پیوسته (CDRX) مکانیزم های نرم کننده غالب در فولادهای فریتی به عنوان یک فاز با مقدار انرژی نقص انباشتگی بالا هستند [20-23]. رفتار جریان گرم فولادها کاملا به سینتیک تبدیل فازها و تغییر اندازه دانه در حین کار گرم بستگی دارد. در مجموع می توان گفت که رفتار مکانیکی قطعات تولیدی با استفاده از شکل دهی داغ به اندازه دانه و ساختار فلز تولید شده بستگی دارد. بطوریکه با تغییر در اندازه دانه و ساختار قطعه تولیدی می توان خواص مکانیکی مختلفی را بدست آورد. بنابراین می توان پارامترهای فرآیندی تغییرشکل داغ مانند میزان کرنش، نرخ کرنش و دما و یا نحوه سرد کردن قطعه تغییرشکل داده شده را می توان طوری تنظیم کرد که به میکروساختار دلخواه شامل اندازه دانه و فازهای مختلف ساختاری مناسب دست یافت [24,25].

هدف از این پژوهش، بررسی رفتار سیلانی و تغییرات ساختاری و اندازه دانه های فولاد میکروآلیاژی در دمای بالای تغییرشکل از طریق آزمون‌های فشار داغ در دماهای ۱۱۷۳ K تا ۱۳۷۳ K و نرخ‌های کرنش ۰/۰۰۱ s^{-1} تا ۱ s^{-1} با تغییرات ریزساختاری شامل تغییرات اندازه دانه و انواع فازهای ایجاد شده در ساختار پس از تغییرشکل داغ می‌باشد.

مواد و روش انجام آزمایش

در این پژوهش از یک شمش ریخته‌گری شده فولاد API-5CT-L80-1 و بدون هیچ‌گو نه کار مکانیکی و عملیات حرارتی با مقطع دایره‌ای با قطر ۵۰۰ میلی‌متر و ضـــخا مت ۱۵ میلی‌متر ا ستفاده گردید. از د ستگاه کوانتومتری طبق ا ستاندارد ASTM-E350 برای تعیین در صد عنا صر موجود در فولاد میکرو آلیاژی API-5CT-L80 استفاده گردید که در ترکیب شیمیایی این فولاد بیان‌شده است.

جدول ۱ درصد ترکیب شیمیایی عناصر فولاد آلیاژی API-5CT-L80.

عنصر	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Nb	Ti	V	Al
درصد	۰/۳۱۳	۰/۲۹۴	۱/۳۵	۰/۰۱۴	۰/۳۲۶	۰/۰۵۲	۰/۰۵۲	۰/۰۰۳	۰/۰۲	۰/۰۰۴	۰/۶۲۱

نمونه‌های مورد آزمایش طبق استاندارد ASTM-E9 [26] و ASTM-E209 [27]، به‌صورت استوانه‌های با قطر ۱۰ میلی‌متر و ارتفاع ۱۵ میلی‌متر، با نسبت طول به قطر ۱/۵، توسط دستگاه برش وایرکات تهیه و در پایان کلیه سطوح استوانه‌ها توسط دستگاه تراش، ماشین‌کاری شدند. با توجه به اهمیت همگن بودن ساختار هر یک از نمونه‌های مورد آزمایش، کلیه نمونه‌ها در یک شعاع مشخص و در جهت طولی شمش برش خوردند به‌گونه‌ای که فشردگی حاصل آزمون فشار در جهت طولی شمش اعمال می‌گردد. آزمون‌های فشار داغ توسط دستگاه سروو-الکتریک یونیورسال کشش و فشار ZwickRoell Z250 با کنترل کننده با ظرفیت ۲۵۰ kN و کوره‌ی الکتریکی انجام شد. کوره الکتریکی حلقوی، قابلیت تنظیم و کنترل دما در سه‌نقطه به‌وسیله سه گرمکن مجزا برای همگن کردن دمای کوره تا حداکثر دمای ۱۲۰۰°C را دارد (شکل ۱). به‌منظور کاهش اثرات منفی اصطکاک بین نمونه و فک‌های آزمون فشار داغ که معمولا همراه با بشکه‌ای شدن نمونه‌ها و افزایش تنش سیلانی ماده همراه است، از ورق‌های نازک میکا، باضخامت حدود ۲ تا ۳ دهم میلی متر، به‌عنوان روانکار در آزمایش های فشار داغ استفاده گردید.



شکل ۱ دستگاه آزمون یونیورسال کشش و فشار ZwickRoell مدل Z250 با کوره الکتریکی

آزمون‌های فشار داغ هم‌دما بر روی نمونه‌هایی استوانه‌ای شکل در پنج دمای تغییر شکل ۱۱۷۳، ۱۲۲۳، ۱۲۷۳، ۱۳۲۳ و K ۱۳۷۳ و در چهار نرخ کرنش ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و s^{-1} ۱ صورت گرفت. برای همگن کردن دمای قطعه کار با دمای موردنظر تغییرشکل در کوره، به مدت ۵ دقیقه با نرخ گرمایش°C/s ۵ در کوره قرار داده می شوند؛ سپس تا کرنش ۰/۶ (حدود ۶۰ درصد کاهش ارتفاع) بر روی هر یک از نمونه‌های استوانه‌ای تغییرشکل اعمال می‌گردد. بعد از تغییرشکل، به منظور حفظ تغییرات ریزساختاری، نمونه‌های تغییر شکل یافته به‌سرعت در آب کوئنچ شده‌اند تا تغییرات ریزساختار در اثر تغییرشکل در حالت های مختلف فرآیندی بررسی گردد. برای مشاهده ریز ساختار ماده از محلول نیتال ۱۰ درصد استفاده شد. تصاویر متالوگرافی از ریز ساختار توسط دستگاه میکرو سکوپ نوری NIKON ECLIPSE MA200 گرفته شد.

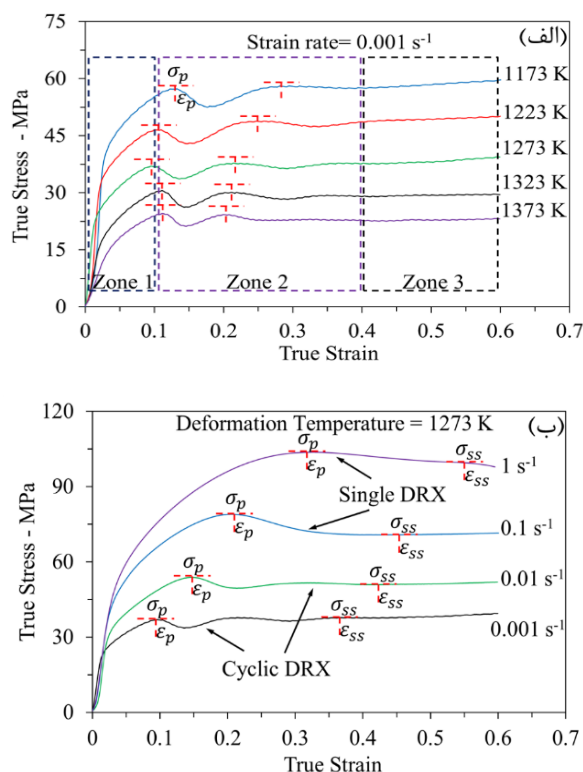
نتایج و بحث

رفتار سیلان داغ فولاد

منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی فولاد API-5CT-L80 در نرخ کرنش ثابت و دماهای تغییرشکل مختلف و همچنین حالت دما ثابت و نرخ‌های کرنش متفاوت، به ترتیب در شکل (۲-الف و ب) نشان داده‌شده است. مشاهده می‌گردد که اثرات دمای تغییرشکل و نرخ کرنش بر روی رفتار فشردگی داغ ماده قابل‌توجه و ملموس است به‌گونه‌ای که مطابق با شکل (۲-الف) با افزایش دما، سطح تنش کاهش‌یافته و ماده نرم‌تر و شکل‌پذیرتر شده است، در مقابل و با توجه به شکل (۲-ب)، با افزایش نرخ کرنش، سطوح تنش افزایش‌یافته است و ماده مقاومت بیشتری در برابر تغییرشکل از خود نشان داده است. همچنین، به دلیل مکانیسم‌های کارنرمی و کارسختی در طول مراحل مختلف تغییرشکل، یک پیچیدگی در شرایط مختلف تغییرشکل در رفتار سیلانی فولاد مشاهده می‌شود. با توجه به شکل (۲-ب)، عموما، در شرایط کار داغ، هر منحنی را می‌توان به سه بخش تقسیم کرد که شامل ناحیه کار سختی، نرم‌شوندگی دینامیکی و ناحیه حالت پایا می‌باشند. در مرحله اولیه تغییرشکل و در کرنش‌های کم، نابجایی‌ها نقش اساسی در رفتار سیلانی ماده دارند. حرکت، فعل‌وانفعال، تولید و تکثیر نابجایی در مرحله اولیه تغییرشکل سبب تجمع نابجایی‌ها در مرزدانه‌ها، فازهای ثانویه و ناخالصی‌ها

می‌گردند که این افزایش چگالی نابجایی‌ها منجر به کار سختی می‌شود؛ البته در این مرحله مرزهای زیردانه‌ها به دلیل فشار نابجایی‌ها در مرزدانه‌ها به‌طور ناچیزی تشکیل می‌شوند؛ بنابراین در این مرحله افزایش ناگهانی تنش سیلانی تا رسیدن به تنش بحرانی پیشینه رخ خواهد داد که توسط دیگر محققان برای فلزات مختلف نیز گزارش شده است [28-30]. بعد از این مرحله، با توجه به انجام آزمون‌های فشار در محدوده دمایی آستنیتی و تغییر فاز فولاد API-5CT-L80 از فریت به آستنیت، رفتار سیلانی یک رفتار کار نرمی است. به‌طورکلی، انرژی نقص انباشتگی پایین فاز حاکم در محدوده دمای آستنیتی منجر شده است که مکانیسم DRX به‌عنوان یک مکانیسم نرم‌شوندگی در کرنش بحرانی که چگالی نابجایی‌ها به یک مقدار بحرانی رسیده است، اتفاق بیافتد. در این حالت، جوانه‌زنی دانه‌های جدید در مرزدانه‌های دانه‌های قدیمی تشکیل خواهد شد و با افزایش کرنش درصد این جوانه‌ها بیشتر و بیشتر می‌گردد؛ بنابراین، جوانه‌زنی و تبلورمجدد در مرزدانه‌ها سبب افزایش جاهای خالی و لغزش عرضی می‌شوند درنتیجه آهنگ کار سختی کاهش می‌یابد. در ناحیه دوم تغییرشکل، بعد از کرنش بیشینه در بیشترین تنش تغییرشکل، پاسخ فولاد موردمطالعه در شرایط بارگذاری حاکم، کاملا پیچیده است، به‌گونه‌ای که منحنی‌های تنش سیلانی رفتارهای متفاوتی در نرخ‌های کرنش و دماهای تغییرشکل مختلف در کرنش‌های بالاتر از کرنش بیشینه از خود نشان می‌دهند. بااین‌حال در کل شرایط تغییرشکل بعد کرنش بیشینه، DRX به‌عنوان مکانیسم نرم‌شوندگی غالب در رفتار سیلانی فولاد 5CT-L80 است.

مشخص است که در نرخ‌های کرنش بالا، یعنی نرخ کرنش ۰/۱s^{-1} و ۱ s^{-1}، منحنی‌های تنش سیلانی دارای یک نقطه بیشینه بوده و بعد از آن مکانیسم DRX سبب کاهش تنش سیلانی شده است. در مقابل، منحنی‌هایی چند قله‌ای، به دلیل پدیدار شدن DRX سیکلی در نرخ‌های کرنش پایین، یعنی در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ و s^{-1} ۰/۰۱ و در کلیه دماهای تغییرشکل، یک حالت نوسانی دارد که در این حالت، منحنی‌های چند قله‌ای نشان‌دهنده یک رفتار تکرارشونده از مکانیسم‌های سخت‌شوندگی و نرم‌شوندگی در طول تغییرشکل است. این مرحله به این صورت است که قبل از اینکه چگالی نابجایی‌ها به مقدار بحرانی برسد تبلورمجدد رخ می‌دهد سپس مکانیسم DRX به‌صورت لحظه‌ای متوقف‌شده و دوباره چگالی نابجایی‌ها افزایش‌یافته و مکانیسم کار سختی تکرار می‌گردد. این مکانیسم‌های سخت‌شوندگی و نرم‌شوندگی ناشی از DRX و کار سختی ممکن است چندین بار در طول تغییرشکل داغ یک ماده تکرار شوند. مطابق با شکل (۲-ب)، مشاهده می‌شود که رفتار سیلانی فولاد مورد مطالعه در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ دارای بیش‌ترین تعداد قله است. همچنین، شکل (۲-الف) نشان می‌دهد که با تغییر دمای تغییرشکل از K ۱۱۷۳ تا ۱۳۷۳ نیز این رفتار چند قله‌ای تکرار می‌گردد البته این قله‌ها با افزایش دما در کرنش‌های کم‌تری پدیدار می‌شوند که می‌توان گفت دمای تغییرشکل با زمان جوانه‌زنی دانه‌های جدید و تبلور مجدد رابطه مستقیم دارد به‌گونه‌ای که با افزایش دما، جوانه‌زنی و تبلور مجدد دینامیکی سریع‌تر رخ می‌دهد. شکل (۲-ب) به توصیف نرخ کرنش با زمان جوانه‌زنی و تبلورمجدد دینامیکی اشاره می‌کند، به طوری‌که در یک دمای ثابت، در سرعت‌های تغییرشکل پایین پدیده تبلورمجدد زودتر از زمانی رخ می‌دهد که سرعت تغییرشکل بسیار زیاد است. در آخرین ناحیه تغییرشکل، رفتار سیلانی ماده یک حالت پایا است که در این مرحله، به دلیل تعادل دینامیکی بین مکانیسم‌های کارنرمی (یک فلز کاملا تبلورمجددیافته) و کار سختی، رفتار سیلانی فولاد به‌صورت یک خط تقریبا افقی تغییرشکل را ادامه می‌دهد.



شکل ۲ منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی (الف) در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ و دماهای مختلف و (ب) دمای K ۱۱۷۳ و نرخ‌های کرنش مختلف

تغییرات اندازه دانه و استحاله فازی با پارامترهای تغییرشکل داغ

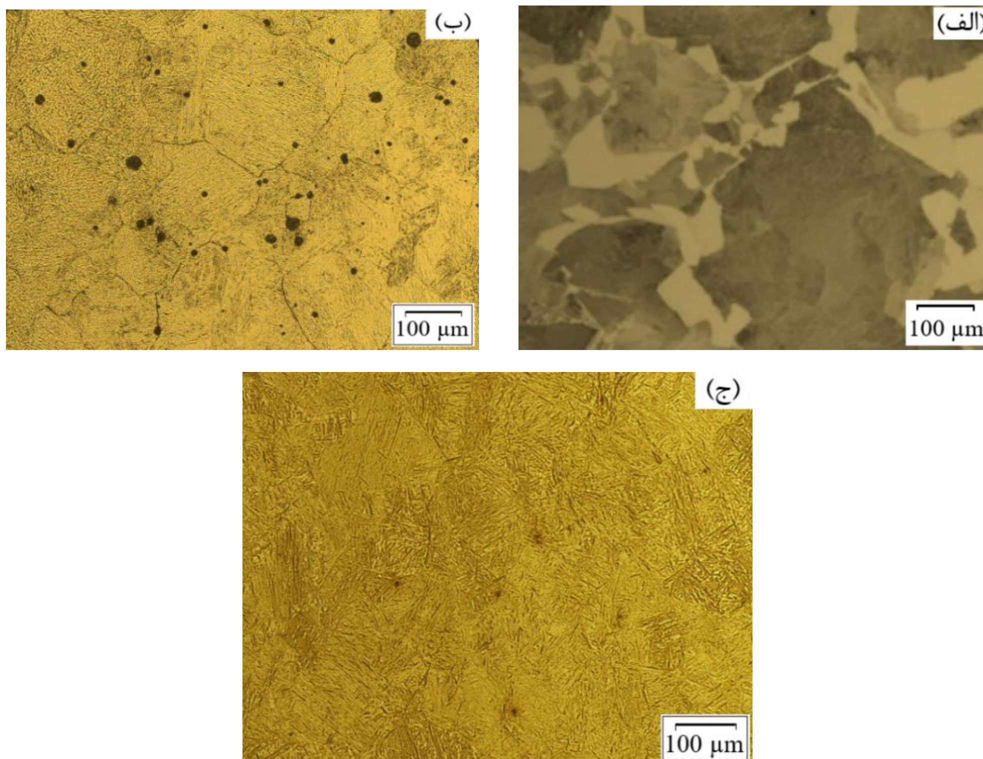
شکل (۲) تصاویر میکروسکوپ نوری از مقایسه بین تغییرات ریزساختاری از حالت اولیه ریخته‌گری شده به حالت تغییرشکل‌یافته در دمای K ۱۳۲۳ و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ را نشان می‌دهد. مشاهده می‌گردد که ساختار اولیه این فولاد دارای فاز پرلیت با زمینه قهوه‌ای رنگ و فاز فریت با زمینه روشن است. متوسط اندازه دانه در حالت اولیه فولاد قبل از تغییر شکل حدود ۲۲۰ میکرومتر اندازه گیری شد. همانطور که از میکروساختار فولاد تغییرشکل داده شده داغ مشخص است ریزساختار پس از تغییرشکل، تغییرات قابل‌توجهی از نظر دانه‌بندی و همچنین استحاله فازی نسبت به حالت اولیه دارد (

شکل (۳ -ب و ج). از مقایسه

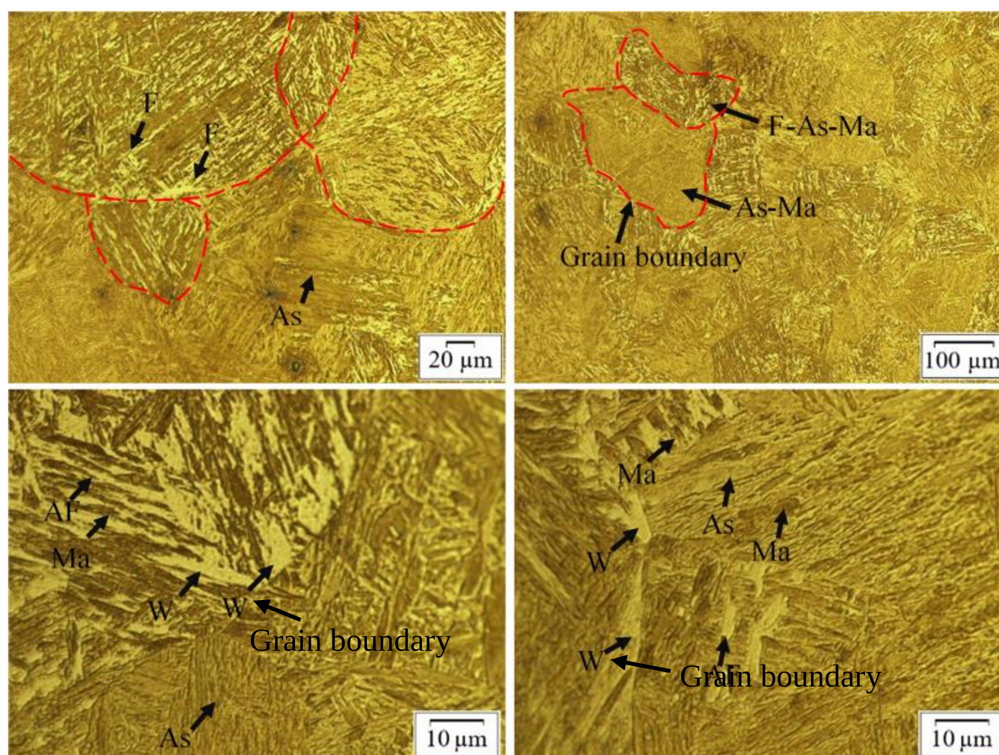
شکل های (۳ -الف و ب) مشخص است که دانه‌ها از یک حالت نامنظم با مرزدانه‌های دندانه‌ای شکل حاصل از ریخته‌گری به یک ساختار منظم با دانه‌های تبلورمجددیافته تبدیل‌شده‌اند. همچنین در

شکل (۳-ج) نیز تغییرات ناشی از استحاله فازی به دلیل تغییرشکل داغ در محدوده دمایی آستنیت قابل‌مشاهده است که فاز مارتنزیت لایه‌ای در میان فاز آستنیت و فریت تشکیل‌شده است.

استحاله فازی ایجادشده در طول تغییرشکل داغ همراه با فازهای آستنیت (As)، مارتنزیت لایه‌ای (Ma) و فریت(F) می‌باشد که این فازها به‌صورت غیریکنواخت در اندازه‌ها، شکل‌ها و جهت‌گیری‌های مختلف نسبت به ساختار اولیه فریت-پرلیت فولاد گسترش‌یافته‌اند، که به ترتیب در رنگ‌های قهوه‌ای روشن، قهوه‌ای تیره و سفید در در بزرگنمایی‌های مختلف برای نمونه تغییرشکل‌یافته در دمای K ۱۲۷۳ و نرخ کرنش s^{-1} ۱ در شکل (۴) مشخص‌شده‌اند. فاز فریت موجود در ساختار ثانویه فولاد مورد مطالعه به‌صورت فریت چندضلعی (PF)، فریت سوزنی (AF) و فریت ویدمن اشتاین (W) وجود دارد. که مرزدانه‌های آستنیتی، جوانه‌هایی به‌صورت فریت ویدمن اشتاین تشکیل‌شده است که این جوانه‌زنی فاز فریت در شرایط تغییرشکل حاکم ناشی از تبلورمجدد استحاله فازی دینامیکی (TDRX) می‌باشد که توسط دیگر محققان نیز گزارش شده است [31].



شکل ۳ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد 5CT-L80 به‌صورت (الف) ساختار اولیه ریخته‌گری شده و (ب) دانه و (ج) فاز فولاد پس از فشرده‌شده داغ در دمای K ۱۳۲۳ و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱

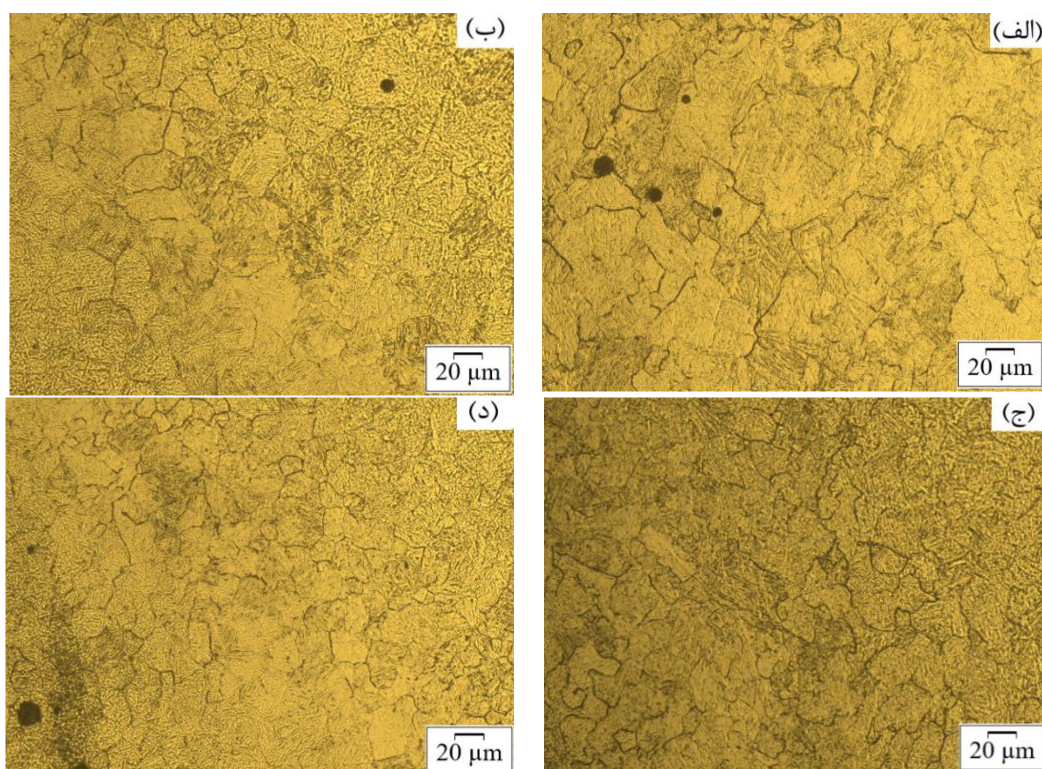


شکل ۴ فازهای مختلف ایجاد شده در نمونه تغییرشکل‌یافته در دمای K ۱۲۷۳ و نرخ کرنش s^{-1} ۱

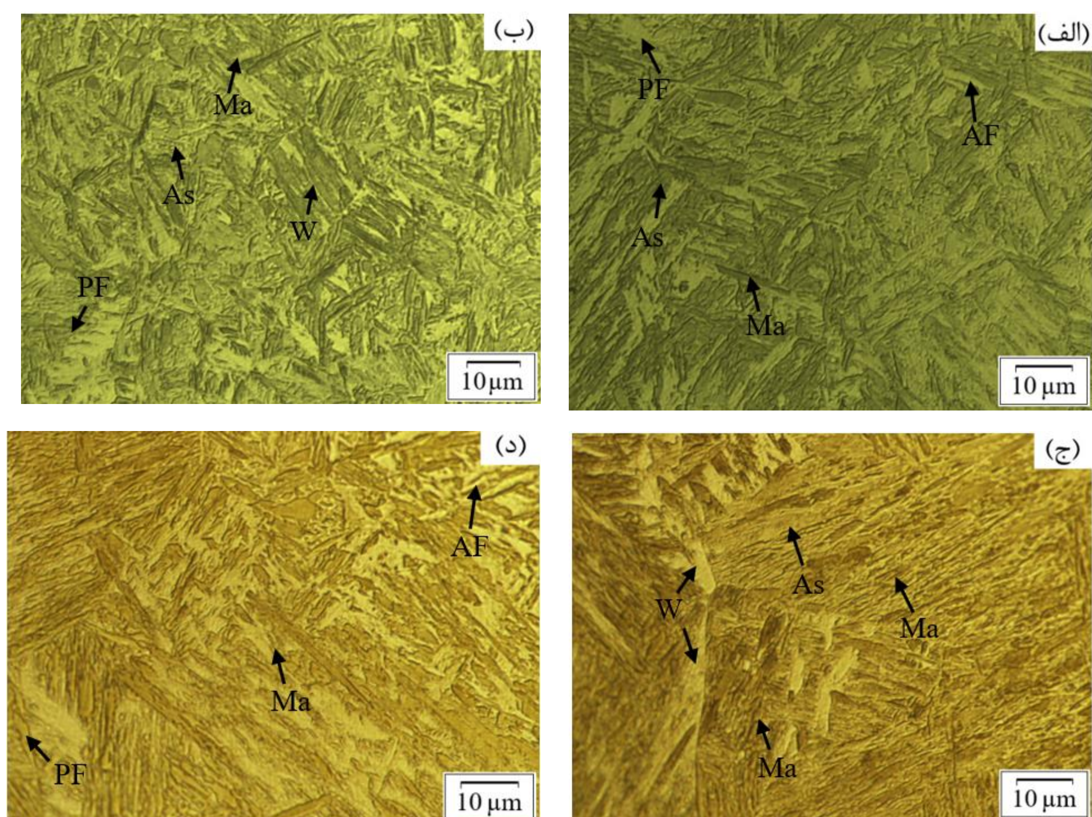
اثر نرخ کرنش

شکل های (۵-الف-د) تصاویر ریزساختاری نمونه‌های تغییرشکل‌یافته فولاد در کم‌ترین دمای تغییرشکل K ۱۱۷۳ و نرخ‌های کرنش ۰/۰۰۱ تا ۱ بر ثانیه و ریزساختار تغییرشکل‌یافته یک ریزساختار تبلورمجددیافته است که دانه‌های محوری (Equiaxed grain) جایگزین دانه‌های ریخته‌گری را نشان می دهد. مشخص است که در نرخ‌های کرنش بالاتر دانه‌های کوچک‌تری نسبت به نرخ‌های کرنش پایین تر به دست می‌آید. ریزتر بودن دانه‌ها در نرخ‌های کرنش بالا به این دلیل است که در نرخ های کرنش بالا زمان لازم برای تبلورمجدد دینامیکی کامل یا رشد دانه های تبلور مجدد یافته کاهش می‌یابد و بنابراین ساختار ریز دانه ها حاصل می گردد. می‌توان گفت که نرخ کرنش بالاتر، زمان لازم برای رشد دانه در یک کرنش مشخص را کاهش می‌دهد به‌عبارت‌دیگر جوانه‌های متبلور شده در یک نرخ کرنش بالاتر زمان کافی برای رشد کامل را ندارد، متوسط اندازه دانه اندازه‌گیری شده به ترتیب برابر ۳۲، ۲۴، ۲۱ و ۱۹ میکرون به ترتیب برای نرخ‌های کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱، s^{-1} ۰/۰۱، s^{-1} ۰/۱ و s^{-1} ۱ می باشد.

اثرات نرخ‌های کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱، s^{-1} ۰/۰۱، s^{-1} ۰/۱ و s^{-1} ۱ در دماهای K ۱۱۷۳ و K ۱۳۷۳ بر استحاله فازی نمونه‌های تغییرشکل‌یافته فولاد در شکل (۶-الف تا د) قابل‌مشاهده است. اثرات نرخ کرنش بر استحاله فازی به صورتی است که در نرخ‌های کرنش پایین، مارتنزیت‌های لایه‌ای شکل و یا جوانه‌های مارتنزیتی زمان کافی برای جوانه‌زنی و رشد در میان ساختار فاز آستنیت به‌صورت غیریکنواخت و پراکنده را دارند. البته در این حالت مارتنزیت بیشتر تمایل به ضخیم شدن از خود نشان داده است. به‌علاوه، در مرزدانه‌ها جوانه‌های فریت ویدمن اشتاین در حال رشد هستند که معمولا جوانه‌های فریتی در فولادهای دوفازی تشکیل می‌گردد. البته علاوه بر جوانه‌های فریتی، جوانه‌هایی از آستنیت و مارتنزیت در داخل فریت اولیه قابل‌مشاهده است. با افزایش نرخ کرنش شرایط فازی مشابهی مشاهده می‌شود، که تشکیل نامنظم فازهای فریت، آستنیت و مارتنزیت آشکار است. به دلیل کم بودن زمان تغییرشکل، فاز فریت بیشتری در شکل‌های مختلف به‌خصوص به‌صورت فریت چندضلعی در ساختار نمونه‌های تغییرشکل‌یافته مشاهده می‌گردد. به‌طورکلی فریت‌های چندضلعی بدون تغییر از ساختار اولیه فولاد باقی مانده‌اند. در این حالت، برخلاف نرخ کرنش پایین، مارتنزیت‌های لایه‌ای تمایل بیشتری به نازک‌تر شدن از خود نشان داده‌اند.



شکل ۵ تصاویر ریزساختاری از نمونه‌های تغییرشکل‌یافته در دمای ۱۱۷۳ K و نرخ‌های کرنش (الف) s^{-1} ۰/۰۰۱، (ب) s^{-1} ۰/۰۱، (ج) s^{-1} ۰/۱ و (د) s^{-1} ۱



شکل ۶ استحاله فازی در نمونه‌های تغییرشکل‌یافته فولاد 5CT-L80 در شرایط بارگذاری (الف) s^{-1} ۰/۰۰۱ – ۱۱۷۳ K، (ب) s^{-1} ۱ – ۱۱۷۳ K، (ج) s^{-1} ۰/۰۱ – ۱۳۷۳ K و (د) s^{-1} ۰/۱ – ۱۳۷۳ K

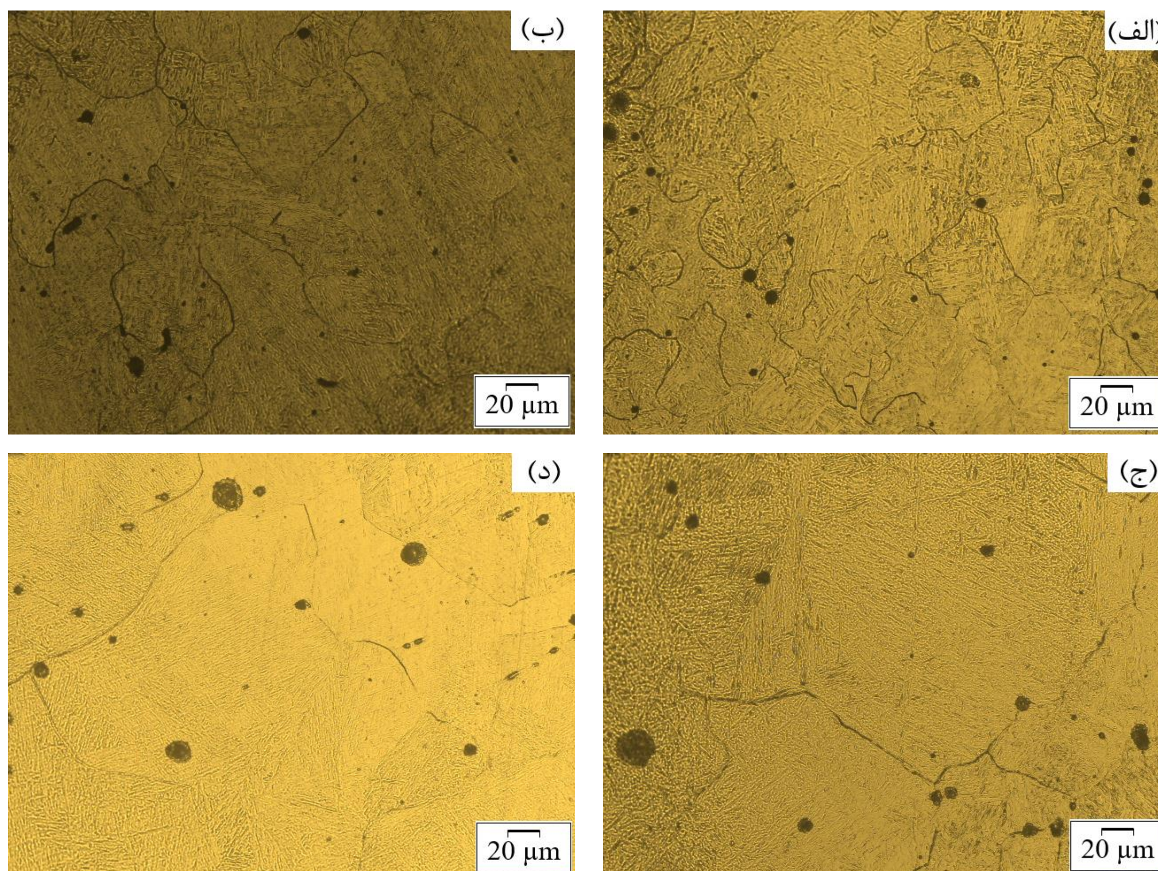
اثر دمای تغییرشکل

اثرات دمای تغییرشکل بر تغییرات میکروساختاری در نرخ کرنش ۰/۰۰۱ s^{-1} و در دماهای مختلف ۱۲۲۳ K، ۱۲۷۳ K، ۱۳۲۳ K و ۱۳۷۳ K، بترتیب در شکل های (۷ –الف تا د) نشان دادەشده است. همانطور که ملاحظه می شود، افزایش دما سبب افزایش متوسط اندازه دانه قطعه تغییرشکل داده می شود؛ بطوریکه متوسط اندازه دانه بەدستآمده برای شرایط حاکم به ترتیب برابر با ۳۵، ۴۲، ۵۱ و ۵۶ میکرون اندازەگیری میشود. دمای تغییرشکل بالا سبب افزایش درصد تبلورمجدد و رشد دانهها خواهد شد. بررسی ها نشان می دهد که نرخ افزایش اندازه دانه در دماهای تغییرشکل بالاتر از ۱۲۷۳ K بیشتر می باشد که نشان دهنده فعال شدن بیشتر مکانیسم رشد دانه های میباشد.

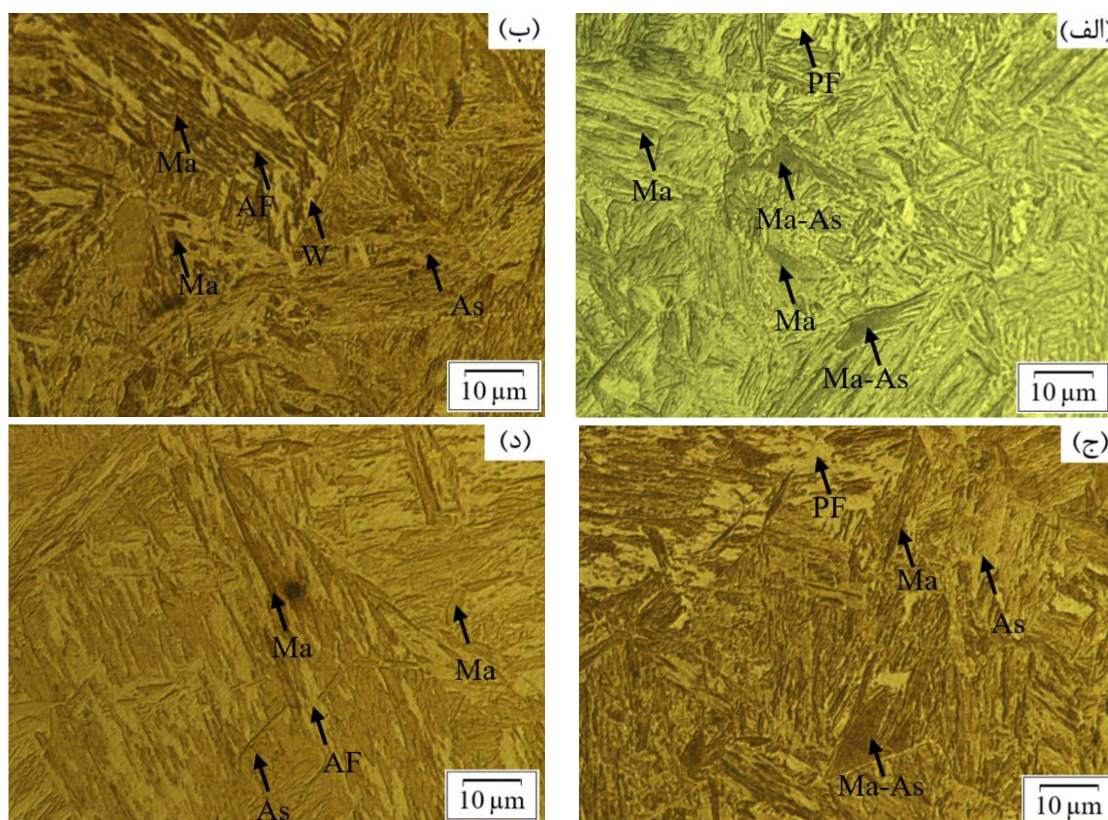
در محدوده دمای آستنیتی، اثرات دمای تغییرشکل بر رفتار استحاله فازی فولاد API-5CT-L80 نسبت به نرخ کرنش ملموستر میباشد.

شکل (۸) اثرات دمای تغییرشکل در نرخ کرنش ثابت بر استحاله فازی نمونههای فشردهشده را نشان میدهد. مشاهده میگردد بهمانند اثرات نرخ کرنش، تغییرات دمای تغییرشکل بر استحاله فازی فریت–آستنیت–مارتنزیت اثر گذار است و ساختاری از فازهای مختلف در ریزساختار فولاد تشکیلشده است. با مقایسه شکل (۸–الف و ب) با یکدیگر و همچنین

شکل (۸ –ج و د)، مشاهده میشود که در دماهای بالا برخلاف دماهای پایین فریت تمایل دارد که از حالت چندضلعی به حالت سوزنی تبدیل گردد؛ از اینرو، دما سبب ایجاد جوانهها فریتی و رشد آنها شده که در نهایت یک فریتهای سوزنی در ریزساختار نمونهها پدیدار میگردد. همچنین، فازهای مارتنزیتی لایهای بیشتری در میان فاز آستنیت نسبت به حالت دما پایین تشکیلشده است که با افزایش دما طول این مارتنزیتهای نیز بیشتر میباشد. در ضمن افزایش دما سبب شده است که جوانههای مارتنزیتی بیشتری در فاز آستنیت ظاهر شود. این موارد توسط دیگر محققان در دیگر فولاد های میکروآلیاژی گزارش شده است [31,32].



شکل ۷ تصاویر ریزساختاری از نمونههای تغییرشکلیافته در نرخ کرنش ۰/۰۰۱ s^{-1} و دماهای (الف) ۱۲۲۳ K، (ب) ۱۲۷۳ K، (ج) ۱۳۲۳ K و (د) ۱۳۷۳ K



شکل ۸ تصاویر ریزساختار از نمونه‌های تغییرشکل‌یافته در (الف) K ۱۱۷۳ – s-1 ۰/۱، (ب) K ۱۳۲۳ – s-1 ۰/۱، (الف) K ۱۲۷۳ – s-1 ۰/۰۱ و (ب) K ۱۳۲۳ – s-1 ۰/۰۱

نتیجه‌گیری

رفتار سیلانی و تغییرات اندازه دانه و فازهای فولاد-API-5CT L80 در فرآیند تغییر شکل داغ در این تحقیق مورد بررسی قرار گرفت. منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی حاصل از آزمون فشار داغ در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف، از پیچیدگی رفتار تنش سیلانی داغ این فولاد حکایت دارد. هر یک از پارامترهای دما، نرخ کرنش و کرنش اثرات متفاوت و قابل‌توجهی بر منحنی‌های سیلانی ماده داشته ضمن اینکه تغییرات ساختاری و اندازه دانه مختلفی را ارائه می کند که اهم نتایج آن به شرح ذیل است:

۱. با افزایش دمای تغییرشکل و کاهش نرخ کرنش تنش سیلان کاهش و شکل‌پذیری افزایش می یابد. با این حال، ترکیب اثرات دما و نرخ کرنش با کرنش، رفتار پیچیده‌ای از این فولاد به نمایش می گذارد. در نرخ های کرنش پایین و در کلیه دماها، در کرنش های کم فولاد یک رفتار تبلورمجدد دینامیکی سیکلی ارائه می کند، به‌گونه‌ای که نوساناتی در منحنی های تنش-کرنش حقیقی فولاد که منحنی های چند قله‌ای شناخته می‌شوند، آشکار می شود. در مقابل، با افزایش نرخ کرنش رفتار نرم‌شوندگی پیوسته ناشی از مکانیسم تبلور مجدد دینامیکی جایگزین رفتار سیکلی گردید. در کرنش‌های بالا و در کلیه شرایط تغییرشکل، یک رفتار حالت پایا به دلیل تعادل دینامیکی بین مکانیسم‌های کارسختی وکار نرمی پدیدار شد.

۲. با افزایش دمای تغییرشکل دانه‌های تشکیل شده دارای اندازه بزرگتری نسبت به حالت دما پایین بودند. در دماهای بالا، فاز فریت تمایل دارد که از حالت فریت چندضلعی به فریت سوزنی تبدیل شود. در مرزهای فاز آستنیت، فریت ویدمن اشتاین در حال رشد و جوانه‌زنی مشاهده شد که نشان دهنده تبلورمجدد و استحاله فازی دینامیکی است. تغییرشکل در دماهای بالا سبب تشکیل فازهای مارتنزیت بیشتری می شود که در مقایسه با فازهای تشکیل شده در دماهای پایین، مارتنزیت‌ها کشیده‌ترند.

۳. اثر نرخ کرنش نیز به مانند اثر دما قابل توجه بود زیرا سرعت تغییرشکل بر رشد دانه اثر معکوس داشت بنابراین در نرخ‌های کرنش پایین دانه‌های متبلورشده زمان کافی برای رشد را

داشتند. اثرات نرخ کرنش بر استحاله فازی چندان محسوس نبود با این حال در نرخ‌های کرنش بالا فازهای پرلیت بیشتر به صورت پرلیت چندضلعی پدیدار گردید. به علاوه جوانه‌های بسیار ریزی در مرزهای آستنیتی از فاز فریت ویدمن اشتاین قابل مشاهده بود که زمان کافی برای رشد را نداشته اند. مارتنزیت نیز در نرخ‌های کرنش بالا تمایل به نازک‌شدن داشت .

تقدیر و تشکر

مراجع

[1] H. R. Rezaei Ashtiani, M.H. Parsa and H. Bisadi, "Constitutive equations for elevated temperature flow behavior of commercial purity aluminum", *Materials Science and Engineering* :A ,Vol. 545, pp. 61–67, 2012.

[2] S. B. Brown, K. H. Kim and L. Anand, "An internal variable constitutive model for hot working of metals", *Materials Science, Engineering.* Vol. 5, pp. 95–130, 1989.

[3] Y. feng XIA, W. JIANG, Q. CHENG, L. JIANG, L. JIN, "Hot deformation behavior of Ti—6Al—4V—0.1Ru alloy during isothermal compression", *Trans. Nonferrous Met*. Soc. China (English Ed. 30), Vol. 237, No. 2, pp. 134–146, 2020.

[4] S. Mandal, P. V. Sivaprasad, S. Venugopal, K. P. N. Murthy, "Artificial neural network modeling to evaluate and predict the deformation behavior of stainless steel type AISI 304L during hot torsion", *Applied Soft computing*. Vol. 9, No. 1, pp.237–244, 2009.

[5] S. Zangeneh Najafi, A. Momeni, H. R. Jafarian, "Flow curves and microstructure of K107 tool steel subjected to compression tests at elevated temperatures", *Materials Science and Engineerin*g :*A*, Vol. 732, pp. 78–90, 2018.

[6] A. Momeni, S. Kazemi, A. Bahrani, "Hot deformation behavior of microstructural constituents in a duplex stainless steel during high-temperature straining", *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, Vol. 20, pp. 953–960, 2013.

[7] L. Xu, H. Wu, B. Xie, "An improved constitutive model for high-temperature flow behaviour of the Fe–Mn–Al duplex steel", *Materials Science and Technology*. (United Kingdom). Vol 34, No 7, pp. 229–241, 2018.

[8] J. Li, J. Liu, "Strain compensation constitutive model and parameter optimization for Nb-contained 316LN", *Metals (Basel)*. Vol. 9 , No. 2, 2019.

[9] A. Dehghan-Manshadi, M.R. Barnett, P.D. Hodgson, "Recrystallization in AISI 304 austenitic stainless steel during and after hot deformation", *Materials Science and Engineering* A, Vol. 485, pp. 664–672, 2008.

[10] S. K. Rajput, G. P. Chaudhari, S. K. Nath, "Characterization of hot deformation behavior of a low carbon steel using processing maps, constitutive equations and Zener-Hollomon parameter", *Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials*, Vol. 237, pp.113-125, 2007.

[11] H. Mirzadeh, M.H. Parsa, D. Ohadi, "Hot deformation behavior of austenitic stainless steel for a wide range of initial grain size", *Materials Science and Engineering:* A. Vol. 569, pp. 54–60, 2013.

[12] S. Serajzadeh, A.K. Taheri, "An investigation into the effect of carbon on the kinetics of dynamic restoration and flow behavior of carbon steels", *Mechanics of Materials*. Vol. 35, pp. 653–660, 2003.

[13] T. H. Lee, E. Shin, C. S. Oh, H. Y. Ha, S. J. Kim, "Correlation between stacking fault energy and deformation

microstructure in high-interstitial-alloyed austenitic steels", *Acta Materialia*, Vol. 58, No. 8, pp. 3173–3186, 2010.

[14] S. A. Askariani, S. M. Hasan Pishbin, "Hot deformation behavior of Mg-4Li-1Al alloy via hot compression tests", *J. Alloys Compd.* Vol. 688, pp. 1058–1065, 2016.

[15] J. K. Kim, B.C. De Cooman, "Stacking fault energy and deformation mechanisms in Fe-xMn-0.6C-yAl TWIP steel", *Materials Science and Engineering* A. Vol. 676, pp. 216–231, 2016.

[16] Y. Li, Y. Koizumi, A. Chiba, "Dynamic recrystallization in biomedical Co-29Cr-6Mo-0.16N alloy with low stacking fault energy", *Materials Science & Engineering* A. Vol. 668, pp. 86–96, 2016.

[17] C. Zhang, L. Zhang, W. Shen, C. Liu, Y. Xia, R. Li, "Study on constitutive modeling and processing maps for hot deformation of medium carbon Cr-Ni-Mo alloyed steel", *Materials & Design*. Vol. 90, pp. 804–814, 2016.

[18] C. Sommitsch, W. Mitter, "On modelling of dynamic recrystallisation of fcc materials with low stacking fault energy", *Acta Materialia*. Vol. 54, No. 2, pp. 357–375, 2006.

[19] S. E. Tabatabaee, S. H. Mousavi-Anijdan, H. Najafi, "Hot deformation mechanisms, mechanical properties and microstructural evolution of a HP-Nb steel", *Materials Science and Engineering*: A. Vol. 800, 2021.

[20] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J. J. Jonas, "Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions", *Progress in Materials Science*. Vol. 60, pp. 130–207, 2014.

[21] A. Momeni, S. Kazemi, A. Bahrani, "Hot deformation behavior of microstructural constituents in a duplex stainless steel during high-temperature straining", *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, Vol. 20, pp. 953–960, 2013.

[22] L. Zhou, W. Chen, S. Feng, M. Sun, B. Xu, D. Li, "Dynamic recrystallization behavior and interfacial bonding mechanism of 14Cr ferrite steel during hot deformation bonding", J. *Mater. Sci. Technol.* Vol. 43, pp. 92–103, 2020.

[23] X. Xu, X. Wang, J. Li, Z. Yan, D. Liu, Q. Liu, C. Shang, J. Fu, P. Shen, "Hot workability characteristics of low-density Fe–4Al–1Ni ferritic steel", *Materials Science and Engineering* A, Vol. 799, 2021.

[24] H. R. Rezaei Ashtiani, A. A. Shayanpoor, "Prediction of thermo-mechanical behavior and microstructural evolution of copper considering initial grain size at elevated temperature", *Materials Today Communications*, Vol. 28, 2021.

[25] H. R. Rezaei Ashtiani, H. Ahmadi, M. Heidari, P. Shahsavari, "Flow Behavior and Metallurgical Phenomena of Micro-alloy Steel Under Elevated Temperature Conditions", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 75. No, 8, 2022.

[26] ASTM E 9, "Standard test methods of compression testing of metallic materials at room temperature", Annu. B. *ASTM Stand*. 03.01, 2000.

[27] ASTM E 209, "Standard Practice for Compression Tests of Metallic Materials at Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates", Annu. B. *ASTM Stand.* 2000.

[28] Y.C. Lin, X.Y. Wu, X. M. Chen, J. Chen, D. X. Wen, J. L. Zhang, L.T. Li, "EBSD study of a hot deformed nickel-based superalloy", *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 640, pp. 101–113, 2015.

[29] H. Zhang, K. Zhang, S. Jiang, H. Zhou, C. Zhao, X. Yang, "Dynamic recrystallization behavior of a γ′-hardened nickel-based superalloy during hot deformation", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol 623, pp. 374–385, 2015.

[30] Y. W. Xiao, Y. C. Lin, Y. Q. Jiang, X. Y. Zhang, G. D. Pang, D. Wang, K. C. Zhou, "A dislocation density-based

model and processing maps of Ti-55511 alloy with bimodal microstructures during hot compression in α+β region", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 790, 2020.

[31] C. Zhao, W. Kingkam, L. Ning, H. Zhang, L. Zhiming, "Effect of Deformation Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of High-Strength Low-Alloy Steel During Hot Compression", *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 27, No. 8, pp. 4129–4139, 2018.

[32] A. Momeni, H. Arabi, A. Rezaei, H. Badri, S. M. Abbasi, "Hot deformation behavior of austenite in HSLA-100 microalloyed steel", *Materials Science and Engineering* A. Vol. 528, No. 4, pp. 2158–2163, 2011.